

**К. А. Мамчиц<sup>\*</sup>, Ю. А. Расковалова**

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург

<sup>\*</sup>*ksenija.alejandrovna@gmail.com*

Научный руководитель – проф., д-р техн. наук В. В. Березовская

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ 07X16AG13M3 В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Исследована структура высокоазотистой (0,40 % N) Cr–Mn–Mo-стали, сформированная в результате термической обработки по разным схемам закалки и старения. Показано, что аустенит исследованной стали в процессе термической обработки претерпевает распад с образованием нитридов и  $\chi$ -фазы, а также полиморфное  $\gamma \rightarrow \delta$ -превращение, характер и степень которых зависят от режима термической обработки.

*Ключевые слова:* высокоазотистая сталь, аустенит, нитриды CrN и Cr<sub>2</sub>N,  $\chi$ - и  $\delta$ -фаза, микротвердость, дилатометрия, рентгеноструктурный фазовый анализ.

**К. А. Mamchits, Y. A. Raskovalova**

## FORMATION OF THE STRUCTURE OF HIGH NITROGEN STEEL 07X16AG13M3 DURING HEAT TREATMENT

The structure of high-nitrogen (0.40 % N) Cr–Mn–Mo steel, formed as a result of heat treatment in different quenching and aging schemes was investigated. It is shown that the austenite of the investigated steel undergoes decomposition during the thermal treatment with the formation of nitrides and the  $\chi$ -phase, as well as polymorphic  $\gamma \rightarrow \delta$ -transformation, the nature and degree of which depend on the thermal treatment regime.

*Keywords:* high-nitrogen steel, austenite, nitrides CrN and Cr<sub>2</sub>N,  $\chi$ - and  $\delta$ -phase, microhardness, dilatometry, X-ray structural phase analysis.

Аустенитные Cr–Mn–Mo-стали с содержанием азота  $\geq 0,4$  %<sup>\*</sup> характеризуются наилучшим сочетанием прочности, вязкости и сопротивления локальным видам коррозии в ряду с другими аустенитными сталями [1, 2]. Они не содержат дорогостоящего никеля, обладают гемосовместимостью и безопасны для медицинского применения [3–5].

В работе исследовали промышленную сталь 07X16AG13M3 химического состава, (масс. %): С 0,07; Si 0,71; Mn 12,76; Cr 16,16; Ni 0,11;

---

<sup>\*</sup>Содержание легирующих элементов приводится в % по массе.

© Мамчиц К. А., Расковалова Ю. А., Березовская В. В., 2017

Mo 3,24; N 0,40; V 0,05; P 0,015; S 0,007; Fe – остальное, выплавленную методом электрошлакового переплава под давлением азота. После горячей пластической деформации прокаткой при 1220–1250 °С сталь подвергали отжигу в течение 1 ч при температурах 1000, 1050, 1100 и 1150 °С с закалкой в воде и тепловым выдержкам в течение 1 и 2 часов при 300, 500, 600, 700 и 800 °С.

Микроструктуру стали изучали на оптическом микроскопе Альтами Мет1 при поддержке программы Altami Studio. Исследование фазового состава стали проводили в медном  $K_{\alpha}$ -излучение на рентгеновском дифрактометре Rigaku Miniflex 600 с программным обеспечением PDXL. Микротвёрдость по методу Виккерса измеряли с помощью твердомера Akashi AVK при нагрузке 5 кг. Проводили также дилатометрические исследования и механические испытания образцов с использованием машины Instron 8801.

Показано, что в закаленном состоянии твердость стали 07X16AG13M3 тем больше, чем выше температура закалки. Закалка от 1000 °С практически не влияет на твердость, в то время как закаленные от более высоких температур 1050, 1100 и 1150 °С образцы показали немонотонный ход кривой твердости при заметном упрочнении при 300 °С, которое уменьшалось при повышении температуры закалки. После восстановления свойств при 600 °С, наблюдался небольшой рост твёрдости при нагреве до 800 °С, причем у образца, закаленного от 1100 °С, при 700 °С выявлен небольшой максимум (рис. 1). Наименьшую твёрдость показал закалённый от 1150 °С образец при общем приросте его твердости на 32 единицы HV5.

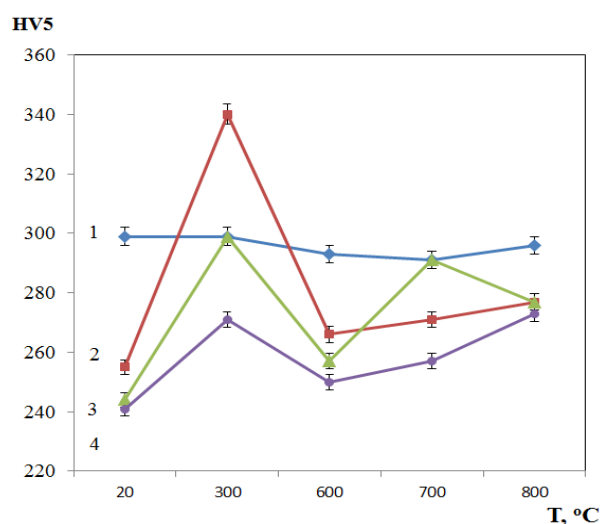


Рис. 1. Зависимость твердости стали 07X16AG13M3 от температуры старения после закалки в воде от: 1 – 1000; 2 – 1050; 3 – 1100; 4 – 1150 °С

Дилатометрические исследования закаленного от 1050 °С образца с учетом ранее проведенных ПЭМ-исследований показали, что при нагреве до 700 °С в исследованной стали никаких фазовых превращений не происходило, кроме гомогенного распада аустенита с образованием нитрида CrN, сопровождающегося задержкой теплового расширения стали при 500–700 °С. В интервале температур 700–830 °С на дилатограмме отмечался положительный размерный эффект, проявляющийся в результате двух-стадийного полиморфного превращения. I стадия – распад аустенита по границам зерен с образованием нитрида  $\text{Cr}_2\text{N}$  с одновременным полиморфным превращением обедненного азотом и хромом аустенита по реакции  $\gamma_{\text{обедн.}} \rightarrow \delta$  (700–790 °С). II стадия – полиморфное превращение аустенита исходного состава в объеме зерна  $\gamma \rightarrow \delta$  с выделением из  $\delta$ -феррита  $\chi$ -фазы. После нагрева на 900 °С и охлаждения до комнатной температуры в образце был отмечен положительный размерный эффект, равный  $\Delta l/l_0 = 0,10\%$  (рис. 2).

Металлографические исследования стали 07X16AG13M3 после закалки от 1000 °С выявили неоднородную структуру, состоящую из аустенита и  $\delta$ -феррита с не растворившимися в нем продуктами распада (рис. 3, а). После 2-часовой тепловой выдержки при 700 °С в результате выделения нитридов (рис. 3, з), как было показано дилатометрическими исследованиями, прошло полиморфное превращение  $\gamma \rightarrow \delta$  и, как показано ранее [6], выделение из феррита  $\chi$ -фазы. Старение при 800 °С привело к развитию процессов распада аустенита по прерывистой реакции с образованием нитридов и  $\chi$ -фазы (рис. 3, ж).

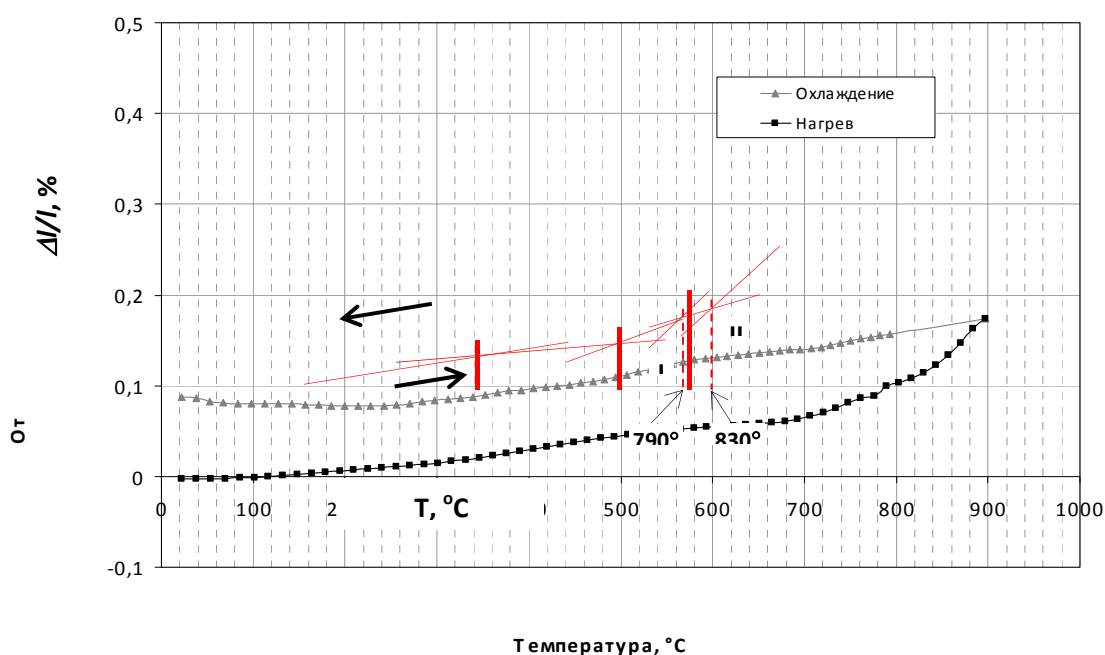


Рис. 2. Дилатограмма стали 07X16AG13M3 после закалки от 1050 °С

В структуре закаленной от 1050 и 1100 °С наблюдали двухфазную структуру  $\gamma + \delta$ -феррит (рис. 3, б), после старения которой при 700 °С в  $\delta$ -феррите протекало полиморфное  $\gamma \rightarrow \delta$ -превращение, аналогичное тому, которое наблюдалось в закаленной от 1000 °С стали после такой же тепловой выдержки (рис. 3, д). В результате нагрева стали на 800 °С по границам  $\delta$ -феррита образовалась  $\chi$ -фаза (рис. 3, з). В результате большего пересыщения аустенита после закалки от 1050 и 1100 °С, процессы фазовых превращений в стали еще не успели завершиться при 800 °С, по сравнению с закалкой стали от 1000 °С.

Структура стали после закалки от 1150 °С, а также и после старения при 700 °С состояла в основном из феррита и небольшого количества аустенита (рис. 3, в, е) с выделениями нитридов  $\text{Cr}_2\text{N}$  по границам зерен. Последующая тепловая выдержка при 800 °С привела к выделению из феррита  $\chi$ -фазы и полиморфному превращению обедненного феррита  $\delta \rightarrow \gamma$  при охлаждении (рис. 3, и), в результате чего структура стали состояла на 75 % из аустенита.

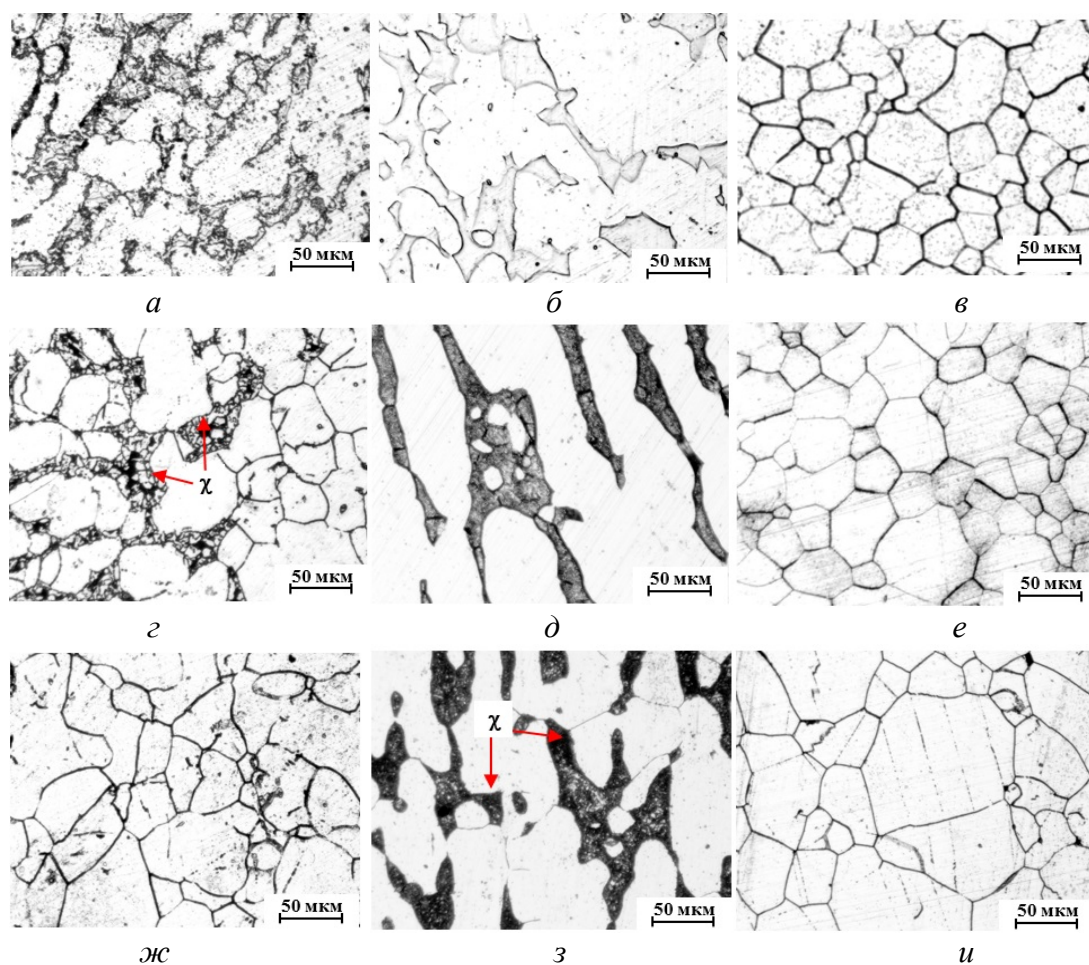


Рис. 3. Микроструктура стали 07X16AG13M3 после закалки от 1000, 1100 и 1150 °С (а–в); соответствующей закалки и старения при 700 °С (г–е); то же при 800 °С (ж–и)

**Фазовый состав исследованной стали в зависимости от режимов термической обработки**

Режим ТО, °С	Фазовый состав стали, %				
	$\gamma$	$\delta$	$\chi$	Cr <sub>2</sub> N	CrN
1000 (1 ч)	72	8	13	–	7
1000 (1 ч) + 600 (2ч)	44	56	–	–	–
1000 (1 ч) + 800 (2 ч)	65	3	11	21	–
1050 (1 ч)	63	23	6	–	8
1100 (1 ч) + 600 (2 ч)	59	25	–	16	–
1150 (1 ч)	15	82	–	3	–
1150 (1 ч) + 800 (2 ч)	75	5	20	–	–

Результаты фазового анализа, приведенные в таблице, в целом хорошо согласуются с микроструктурой стали.

Таким образом, показано, что аустенит исследованной стали 07X16AG13M3, содержащей 0,4 % азота, неустойчив к распаду и полиморфным превращениям при нагреве и охлаждении, что при соответствующей термической обработке позволяет получить в ней аустенитно-ферритную структуру, имеющую преимущества по сравнению с аустенитными с таями близкой системы легирования.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Шпайдель М. О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью / М. О. Шпайдель // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 11. С. 9–13.
2. Speidel M. O. Properties and Applications of High Nitrogen Steels / М. О. Speidel // *Proceedings of the 1st International Conference on High Nitrogen Steels*, (Foct J and Hendry A, EDS). London : The Institute of Metals, 1989. P. 92–96.
3. Gavriljuk V. G. High nitrogen steels: structure, property, manufacture and applications / V.G. Gavriljuk, H. Berns // Springer. 1999.
4. Ren Y. In vitro study on a new high nitrogen Ni free austenitic stainless steels for coronary stents/ Y. Ren, P. Wan, F. Liu [et al.] // *Journal Material science Technology*. 2011. Vol. 27 (4). P. 325–331.
5. Speidel M. O. Properties and applications of high-nitrogen steels. / М. О. Speidel; ed. J. Foct, A. Hendry // *Proc. Int. Conf. High-Nitrogen Steels, HNS 88*, Lille, France, May 1988. London : The Institute of Metals, 1989. P. 92.
6. Влияние деформации на структуру, механические и коррозионные свойства высокоазотистой аустенитной стали 07X16AG13M3 / В. В. Березовская [и др.] // *Металлы*. 2013. № 6. С. 54–62.